

PAT-NO: JP404063247A
DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 04063247 A
TITLE: HIGH STRENGTH AND HIGH DUCTILITY STAINLESS STEEL
PUBN-DATE: February 28, 1992

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
MURATA, YASUSHI	
UEMATSU, YOSHIHIRO	
TAKEMOTO, TOSHIHIKO	

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
NISSHIN STEEL CO LTDN/A	

APPL-NO: JP02172386
APPL-DATE: June 29, 1990

INT-CL (IPC): C22C038/00 , C21D008/00 , C22C038/40

ABSTRACT:

PURPOSE: To obtain a high strength and high ductility stainless steel having a uniform and fine structure of a γ phase or a mixed one of the γ phase and an α' phase by plurally repeating α' phase converting treatment and suitable heat treatment to a high Si-contg. Cu-Ni austenitic stainless steel.

CONSTITUTION: A steel contg., by weight, $\leq 0.15\%$ C, 1.0 to 7.0% Si, $\leq 8.0\%$ Mn, 8.0 to 13.0% Ni, 12.0 to 17.0% Cr, $\leq 0.10\%$ N and the balance Fe with inevitable impurities and in which the value of the Ni equivalent defined as $\text{Ni}(\%) + 0.60\text{Mn}(\%) + 9.69(\text{C} + \text{N})(\%) + 0.18\text{Cr}(\%) - 0.11\text{Si}(\%)^2$ lies in the range of 8.0 to 14.0 is subjected to cold rolling (α' phase converting treatment) till its structure is substantially formed into a martensite (α') single phase. After that, this steel is subjected to heat treatment in the temp. range of 600 to 900°C to form its structure into a one of an austenite (γ) single phase or a mixed one of the γ phase and an α' phase. Next, the steel

is again subjected to α' phase converting treatment and then subjected to heat treatment at 600 to 900°C. Thus, the structure made of the γ single phase or a mixed one of the γ phase and α' phase and having fine grains of $\leq 1\mu\text{m}$ is formed. In this way, the high strength and high ductility stainless steel can be obtd.

COPYRIGHT: (C)1992,JPO&Japio

⑫ 公開特許公報(A)

平4-63247

⑤Int. Cl.⁵C 22 C 38/00
C 21 D 8/00
C 22 C 38/40

識別記号

3 0 2 Z
E

庁内整理番号

7047-4K
8116-4K

④公開 平成4年(1992)2月28日

審査請求 未請求 請求項の数 3 (全7頁)

⑥発明の名称 高強度高延性ステンレス鋼

②特 願 平2-172386

②出 願 平2(1990)6月29日

⑦発明者 村 田 康 山口県新南陽市大字富田4976番地 日新製鋼株式会社鉄鋼研究所内
 ⑦発明者 植 松 美 博 山口県新南陽市大字富田4976番地 日新製鋼株式会社鉄鋼研究所内
 ⑦発明者 武 本 敏 彦 山口県新南陽市大字富田4976番地 日新製鋼株式会社鉄鋼研究所内
 ⑦出 願 人 日新製鋼株式会社 東京都千代田区丸の内3丁目4番1号
 ⑦代 理 人 弁理士 松井 政広 外1名

明 細 書

1. 発明の名称

高強度高延性ステンレス鋼

2. 特許請求の範囲

(1) 重量%で、

C: 0.15%以下

Si: 1.0~7.0%

Mn: 8.0%以下

Ni: 8.0~13.0%

Cr: 12.0~17.0%

N: 0.10%以下

を含有し、残部がFeならびに不可避的不純物から成り、かつ、

$$\text{Ni当量} = \text{Ni}(\%) + 0.60\text{Mn}(\%) + 9.69(\text{C} + \text{N})(\%) + 0.18\text{Cr}(\%) - 0.11\text{Si}(\%)^2$$

で定義されるNi当量の値が8.0~14.0の範囲内にある鋼に、実質的にマルテンサイト(α')単相となるまで冷間圧延(α' 相化処理)を施した後、600~900℃の温度範囲内で熱処理を施し、オーステナイト(γ)単相あるいは γ 相と α' 相の混合組織

とした後、再び α' 相化処理を施し、次いで600~900℃で熱処理を施すことにより γ 単相あるいは γ 相と α' 相の混合組織であって1 μm 以下の微細粒組織としたことを特徴とする高強度高延性ステンレス鋼。

(2) 重量%で、

C: 0.15%以下

Si: 1.0~7.0%

Mn: 8.0%以下

Ni: 8.0~13.0%

Cr: 12.0~17.0%

N: 0.10%以下

を含有し、さらに、

Nb: 1.0%以下、Ti: 1.0%以下、V: 1.0%以下、Zr: 1.0%以下の1種または2種以上を含有し、残部がFeならびに不避的不純物から成り、かつ、

$$\text{Ni当量} = \text{Ni}(\%) + 0.60\text{Mn}(\%) + 9.69(\text{C} + \text{N})(\%) + 0.18\text{Cr}(\%) - 0.11\text{Si}(\%)^2 + 0.60(\text{Nb} + \text{Ti} + \text{V} + \text{Zr})(\%)$$

で定義されるNi当量の値が8.0~14.0の範囲内に

ある鋼に、実質的に α' 単相となるまで冷間圧延(α' 相化处理)を施した後、600～900℃の温度範囲内で熱処理を施し γ 単相あるいは γ 相と α' 相の混合組織とした後、再び α' 相化处理を施し、次いで600～900℃で熱処理を施すことにより γ 単相あるいは γ 相と α' 相の混合組織であって1 μm 以下の微細粒組織としたことを特徴とする高強度高延性ステンレス鋼。

(3) 重量%で、

C: 0.15% 以下

Si: 1.0～7.0%

Mn: 8.0% 以下

Ni: 8.0～13.0%

Cr: 12.0～17.0%

N: 0.10% 以下

を含有し、さらに、

Nb: 1.0% 以下、Ti: 1.0% 以下、V: 1.0% 以下、Zr: 1.0% 以下の1種または2種以上を含有し、かつ、Mo: 3.0% 以下、Cu: 3.0% 以下の1種または2種を含有し、残部がFeならびに不可避的不純物から成

り、かつ、

$$\begin{aligned} \text{Ni当量} = & \text{Ni}(\%) + 0.60\text{Mn}(\%) + 9.69(\text{C} + \text{N})(\%) \\ & + 0.18\text{Cr}(\%) - 0.11\text{Si}(\%)^2 + 0.60(\text{Nb} \\ & + \text{Ti} + \text{V} + \text{Zr})(\%) + 0.60\text{Mo}(\%) + \text{Cu}(\%) \end{aligned}$$

で定義されるNi当量の値が8.0～14.0の範囲内にある鋼に、実質的に α' 単相となるまで冷間圧延(α' 相化处理)を施した後、600～900℃の温度範囲内で熱処理を施し γ 単相あるいは γ 相と α' 相の混合組織とした後、再び α' 相化处理を施し、次いで600～900℃で熱処理を施すことにより γ 単相あるいは γ 相と α' 相の混合組織であって1 μm 以下の微細粒組織としたことを特徴とする高強度高延性ステンレス鋼。

3. 発明の詳細な説明

〔産業上の利用分野〕

本発明は、耐食性および延性に優れた高強度高延性ステンレス鋼材に関する。

〔従来技術とその問題点〕

従来、耐食性と高強度を必要とするばね材料や構造材料用高強度ステンレス鋼として(a) SUS301

鋼に代表される加工硬化型ステンレス鋼、(b) 17-4PH、17-7PH鋼に代表される析出硬化型ステンレス鋼が使用されている。

加工硬化型オーステナイト系ステンレス鋼は、SUS301鋼、SUS304鋼に代表される準安定オーステナイト(γ)相を有するステンレス鋼であり、冷間加工により硬質のマルテンサイト(α')相を誘起させ高強度を得るものである。しかしながら、高強度を得るためには、高い冷間圧延率を付与し多量の α' 相を生成させなければならないため、延性が著しく低下するようになる。

析出硬化型ステンレス鋼は、Al、Cuなどの析出硬化元素を添加して時効処理により金属間化合物を析出させて高強度を得るものである。17-4PH鋼の組織はマルテンサイトであり、時効処理により高強度は得られるものの延性に乏しい欠点を有している。一方、17-7PH鋼は冷間加工を施し α' 相を生成させた後時効硬化させるものであり、前述の加工硬化型ステンレス鋼と同様に延性の低下は避けられない。

そこで、上述した高強度ステンレス鋼とは別に、適度な熱処理を施すことにより α' 相から、オーステナイト粒を生成させる高強度高延性ステンレス鋼材の製造方法が特開昭62-124218号公報に開示されている。該方法は、焼鈍状態でマルテンサイト組織を有するステンレス鋼に、適度の熱処理を施すことにより α' 単相または α' 相と微細な γ 相の複相組織とすることにより、高強度と高延性を得るものである。しかしながら本方法により得られる特性は耐力100kg/mm²で伸びが高々20%であって高延性とは言い難い。

一方、「鉄と鋼」74(1988)6、p.1058にはオーステナイト系ステンレス鋼に高い冷間圧延率を付与して α' 相とした(α' 相化处理と称す)後、適度な熱処理を施し α' 相を γ 相へ逆変態させることで微細なオーステナイト粒を生成させて、高強度と高延性を得る試みが開示されている。本手法は、素材が延性に富むオーステナイト組織であり、高延性を得るに有効な手段と考えられるが α' 相化处理には90%に及ぶ極めて高い冷間圧延率を与え

なければならず、このため鋼が圧延中に破断する危険性があり、また良好な表面性状あるいは形状を得ることができず製造上問題が多い。

〔問題解決に関する知見〕

Cr-Niオーステナイト系ステンレス鋼において焼鈍状態でオーステナイト組織を得るにはMs点を室温以下にしなければならず、しかもNi、Crなどのγ相安定化元素を多く含有させる必要がある。しかしながら、これらの元素の含有量が多くなると冷間圧延によりα'相の生成が抑制されるため、α'相化処理を行うには高い冷間圧延率を付与する必要がある。

そこで、本発明者等はCr-Ni系準安定ステンレス鋼におけるα'変態に対するγ安定度と機械的性質に及ぼす合金元素、加工熱処理法の影響について鋭意研究を重ねた結果、Siはγ安定度を低下させα'相の生成を促進することによりα'相化処理を容易ならしめることを見出した。さらに、高Si含有Cr-Niオーステナイト系ステンレス鋼にα'相化処理した後に適度の熱処理を施すことにより

で定義されるNi当量の値が8.0~14.0の範囲内にある鋼に、実質的にマルテンサイト(α')単相となるまで冷間圧延(α'相化処理)を施した後、600~900℃の温度範囲内で熱処理を施し、オーステナイト(γ)単相あるいはγ相とα'相の混合組織とした後、再びα'相化処理を施し、次いで600~900℃で熱処理を施すことによりγ単相あるいはγ相とα'相の混合組織であって1μm以下の微細粒組織としたことを特徴とする高強度高延性ステンレス鋼が提供される。

また本発明によれば、重量%で、

C: 0.15%以下

Si: 1.0~7.0%

Mn: 8.0%以下

Ni: 8.0~13.0%

Cr: 12.0~17.0%

N: 0.10%以下

を含有し、さらに、

Nb: 1.0%以下、Ti: 1.0%以下、V: 1.0%以下、Zr:

1.0%以下の1種または2種以上を含有し、残部

Si含有量が低い場合に比べてより微細粒から成るオーステナイト組織が得られ、しかもSiはγ相の固溶強化を促し、またSiは伸びの改善にも寄与することから高強度、高延性化を図れることを見出した。その後、強度および延性を一層高めたステンレス鋼について検討を続け、α'相化処理と適度な熱処理を複数回繰り返すことが有効である知見を得て本発明に至った。

〔発明の構成〕

本発明によれば、重量%で、

C: 0.15%以下

Si: 1.0~7.0%

Mn: 8.0%以下

Ni: 8.0~13.0%

Cr: 12.0~17.0%

N: 0.10%以下

を含有し、残部がFeならびに不可避的不純物から成り、かつ、

$$\text{Ni当量} = \text{Ni}(\%) + 0.60\text{Mn}(\%) + 9.69(\text{C} + \text{N})(\%) + 0.18\text{Cr}(\%) - 0.11\text{Si}(\%)^2$$

がFeならびに不避的不純物から成り、かつ、

$$\text{Ni当量} = \text{Ni}(\%) + 0.60\text{Mn}(\%) + 9.69(\text{C} + \text{N})(\%) + 0.18\text{Cr}(\%) - 0.11\text{Si}(\%)^2 + 0.60(\text{Nb} + \text{Ti} + \text{V} + \text{Zr})(\%)$$

で定義されるNi当量の値が8.0~14.0の範囲内にある鋼に、実質的にα'単相となるまで冷間圧延(α'相化処理)を施した後、600~900℃の温度範囲内で熱処理を施しγ単相あるいはγ相とα'相の混合組織とした後、再びα'相化処理を施し、次いで600~900℃で熱処理を施すことによりγ単相あるいはγ相とα'相の混合組織であって1μm以下の微細粒組織としたことを特徴とする高強度高延性ステンレス鋼が提供される。

更に本発明によれば、重量%で、

C: 0.15%以下

Si: 1.0~7.0%

Mn: 8.0%以下

Ni: 8.0~13.0%

Cr: 12.0~17.0%

N: 0.10%以下

を含有し、さらに、
Nb:1.0%以下、Ti:1.0%以下、V:1.0%以下、Zr:
1.0%以下の1種または2種以上を含有し、かつ、
Mo:3.0%以下、Cu:3.0%以下の1種または2種を
含有し、残部がFeならびに不可避的不純物から成
り、かつ、

$$\begin{aligned} \text{Ni当量} = & \text{Ni}(\%) + 0.60\text{Mn}(\%) + 9.69(\text{C} + \text{N})(\%) \\ & + 0.18\text{Cr}(\%) - 0.11\text{Si}(\%)^2 + 0.60(\text{Nb} \\ & + \text{Ti} + \text{V} + \text{Zr})(\%) + 0.60\text{Mo}(\%) + \text{Cu}(\%) \end{aligned}$$

で定義されるNi当量の値が8.0~14.0の範囲内に
ある鋼に、実質的に α' 単相となるまで冷間圧延
(α' 相化処理)を施した後、600~900℃の温度範
囲内で熱処理を施し γ 単相あるいは γ 相と α' 相
の混合組織とした後、再び α' 相化処理を施し、
次いで600~900℃で熱処理を施すことにより γ 単
相あるいは γ 相と α' 相の混合組織であって1 μm
以下の微細粒組織としたことを特徴とする高強度
高延性ステンレス鋼が提供される。

次に、本発明鋼における鋼組成の限定理由およ
びNi当量を以下に説明する。

成分であり、強力な γ 相安定化元素である。Siを
多量に含有する本発明鋼において、 δ フェライト
の生成を抑制し焼鈍状態で安定した γ 相を得るた
めには8.0%以上の含有量が必要である。しかし
ながら、多量に含有するとNi当量が増加し冷間圧
延による α' 相化処理が困難となるため、上限を1
3.0%とする。

Cr:Crはステンレス鋼の基本成分であり、良好
な耐食性を得るためには12.0%以上の含有量が必要
である。しかし、Crはフェライト生成元素であり多
量に含有させると多量の δ フェライトを生成し、熱
間加工性が低下すると共に所望の微細組織が得ら
れなくなるため上限を17.0%とする。

N:NはCと同様、固溶強化に寄与するが0.10
%を超えるとブローホールを生成するなど健全な
鋼塊が得られなくなるため、これを上限とする。

Nb、Ti、V、Zr:Nb、Ti、VおよびZrは、冷間加工
による α' 相化処理後の適度な熱処理に伴い生成す
るオーステナイト粒の粒成長を抑制し鋼の高強度
高延性化に寄与する。また、Nb、Ti、VおよびZrの添

C:Cはオーステナイト(γ)生成元素で高温で
のデルタ(δ)フェライト相の生成の抑制、冷間加
工で誘発された α' 相の強化に極めて有効である。
しかしながら、C含有量を高くすると、粒界にCr
炭化物が析出し耐粒界腐食や延性の低下をもたら
す。従って、Cは0.15%以下とする。

Si:Siは本発明鋼の特徴である高強度高延性を
発現させるのに必須の元素である。Siは γ 相の固
溶強化および伸びの改善に寄与し、またSiは冷間
圧延による α' 相化処理を容易にさせる効果を有
する。これらの特性を発揮させるには、Siは1.0%
以上必要であるが、多量に含有すると熱間加工性
が劣化するため上限を7.0%とする。

Mn:MnはNiと同様にオーステナイト生成元素で
あり、焼鈍材のオーステナイト組織を得るのに必
要な元素である。しかしながら、MnはNi当量を増
加させる元素であり、多く含有させると冷間圧延
による α' 相化処理が困難となるため上限を8.0%
とする。

Ni:Niはオーステナイト系ステンレス鋼の基本

加により耐粒界腐食性も向上する。しかし、添加
量が増えると、 δ フェライトが生成され熱間加工
性が劣化するため、各々の上限を1.0%とする。

Mo:Moは結晶粒を微細化し、また固溶強化によ
り高強度化に寄与し、かつ耐食性の向上にも有効
であるが、多量に含有させると多量の δ フェライ
トを生成し、熱間加工性が低下するため、その上
限を3.0%とする。

Cu:CuはNiと同様オーステナイト生成元素であ
り、 γ 相の安定化に寄与する。また、CuはMoと
同様耐食性の向上に寄与する。しかしながら、多
量に含有すると熱間加工性が低下するため上限を
3.0%とする。

Ni当量:Ni当量は、 α' 変態に対する γ 安定度の
指標であり、実験結果から導出された経験式であ
る。Ni当量が低いほど冷間圧延による α' 相化処
理が容易となり、製造上好ましくなるが、低過ぎ
ると焼鈍状態で α' 相が生成され、高延性が得ら
れなくなる。従ってその下限を8.0とする。一方、
Ni当量が増加すると α' 変態が抑制され、 α' 相化

処理が困難となるため上限を14.0とする。

本発明においては、上記鋼組成を有するステンレス鋼に、 α' 相化処理と、600～900℃の熱処理を複数回繰り返して施すことにより、生成する γ 粒と α' 粒を微細化して高強度、高延性化を図る。以下に、この処理条件を説明する。

α' 相化処理（冷間圧延）：

α' 相化処理に必要な冷間圧延率はNi当量に依存し、Ni当量が高いほど付与すべき冷間圧延率は高くなり、Ni当量が小さいほど冷間圧延率は小さくなる。前述の如く、Ni当量が8.0～14.0の範囲では α' 相化処理に必要な付与すべき冷間圧延率は40%～95%である。

熱処理（600～900℃）：

熱処理条件は、600℃未満では α' 相から γ 相への変態が生じないため高延性が得られず、900℃を超えると γ 相は容易に形成されるものの、 γ 粒子が粗粒化し強度低下を招くようになる。従って、 α' 相化処理後の熱処理温度は600～900℃の範囲とする。保持時間は熱処理温度に依存し、低温ほ

ど γ 相への変態に要する時間が長くなるため、長時間の熱処理を必要とする。高温域では γ 相への変態が急速に生じるので、熱処理時間が長過ぎると γ 粒が粗粒化して強度低下を招くので、短時間に熱処理するのが好ましい。

α' 相化処理と熱処理の繰り返し：

α' 相化処理と熱処理を繰返し施すことにより、一層、高強度化および高延性化が図られる。第1図に13Cr-10.5NiをベースとしてSiを3%含有させたステンレス鋼について、その耐力($\sigma_{0.2}$)と伸びの関係に及ぼす加工熱処理の影響を示す。この場合の加工熱処理条件は、(イ)焼鈍材に60%の冷間圧延を施し、次いで700℃の熱処理時間を変動させたものと、(ロ)焼鈍材に60%の冷間圧延を施し、次いで750℃で均熱5分熱処理した後、再び60%の冷間圧延を施し、次いで700℃の熱処理時間を変動させたものである。図示されるように、冷間圧延と逆変態熱処理を1回施した処理鋼(イ)に比べて、2回施した処理鋼(ロ)は同一の伸びで高い強度を示す。

本発明の範囲を外れている。

それぞれの鋼を30kg高周波誘導溶解炉で溶製し、鍛造、熱間圧延により3mm厚、100mm幅とした後、溶体化処理により γ 相とした。この材料に60%の冷間圧延を施して α' 相化処理した後に、650～1050℃×(0～30分)均熱の熱処理を施して γ 单相あるいは γ 相と α' 相の混合組織とした後、再び60%の冷間圧延を付与して α' 相化処理を施し、次いで700～950℃×(2～7分)均熱の熱処理を施し γ 单相あるいは γ 相と α' 相の混合組織としたものを試験片とした。これらの試験片について引張試験を行い、耐力、引張強さおよび伸びを測定した。

第2表は第1表に示す各鋼について、加工熱処理後における30%の伸びを得る時の耐力および引張強さを示す。第2表に示されるように、試料No.1～3鋼ではSi含有量が増加するのに伴い耐力および引張強さが向上する。試料No.4鋼では固溶強化元素である炭素を比較的多量に含有させることにより強度が向上する。また試料No.5～8

また第2図に、 α' 相化熱処理と逆変態熱処理を2回施した処理鋼について、2回目の熱処理温度の及ぼす影響を示す。この場合の加工処理条件は、13Cr-10.5NiをベースとしてSiを3%含有させたステンレス鋼の焼鈍材に、60%の冷間圧延を施し、次いで750℃で均熱5分熱処理した後、再び60%の冷間圧延を施し、次いで650、750、850、950℃で各々均熱2分の熱処理を施したもののについて、結晶粒径と耐力の関係を示した。図示されるように、2回目の熱処理温度が650、750、850℃で均熱2分の場合には、結晶粒径が1 μ m以下であり高耐力を示すのに対して、2回目の熱処理温度が950℃のものは結晶粒径が約20 μ mまで成長し、耐力が32kg/mm²まで低下する。

〔発明の具体的開示：実施例〕

本発明鋼の具体例を比較鋼と共に示す。

第1表に本発明鋼および比較鋼の成分を示す。試料No.1～8鋼は本発明鋼である。試料No.9,10鋼は比較鋼であり、各々SUS301鋼、17-7PH鋼であって、Ni当量は本発明の範囲であるが、Si含有量が

鋼では Nb, Ti, V, Zr, Cu および Mo を含有することによっても強度が増加することがわかる。

試料No. 1 鋼では、60%の冷間圧延後に700℃および800℃で均熱5分の熱処理を施して組織を微細化した後に、再び60%の冷間圧延後に700℃で均熱5分の熱処理を施すと、30%の伸びを得る時の耐力は103kg/mm²以上となる。一方、比較鋼1に示すように1回目の熱処理を1050℃で均熱5分とすると強度が低下する。試料No. 7 鋼では60%の冷間圧延後に700℃で均熱5分の熱処理により組織を微細化した後、再び60%の冷間圧延後に700℃で均熱5分の熱処理を施すと、30%の伸びを得る時の耐力は105kg/mm²である。一方、比較鋼7のように2回目の熱処理を950℃で均熱5分の熱処理を施すと耐力は53kg/mm²となり著しく低下する。

比較鋼9(SUS301)は溶体化処理材に冷間圧延を施したものであり、30%伸びを得る時の耐力は74kg/mm²、引張強さ110kg/mm²と低い。また比較鋼9および10(17-7PH鋼)で、60%の冷間圧延後に680℃で均熱3分の熱処理により組織を微細化した後、

再び60%の冷間圧延後に980℃で均熱5分の熱処理を施したものは、30%の伸びを得る時の耐力は各々31kg/mm²、33kg/mm²であり、本発明鋼に比較して強度が劣る。

第1表

鋼種	鋼No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	N	その他	Ni量
発明鋼	1	0.033	3.14	1.01	10.52	13.05	0.022		12.9
	2	0.035	4.06	1.03	9.14	15.36	0.065		11.5
	3	0.021	5.45	0.98	9.87	12.25	0.023		9.8
	4	0.096	1.87	1.87	8.05	15.08	0.020		12.6
	5	0.020	4.33	1.03	9.81	13.21	0.019	Nb:0.22	11.3
	6	0.019	3.51	0.93	9.71	13.20	0.023	Ti:0.52	12.0
	7	0.021	3.15	1.08	9.89	12.24	0.020	Mo:2.08 V:0.22	13.4
	8	0.022	3.28	1.06	8.03	12.95	0.026	Cu:2.03 Zr:0.27	12.5
比較鋼	9	0.073	0.55	1.09	7.07	16.33	0.025		11.6
	10	0.057	0.63	0.89	6.76	16.82	0.023	Al:1.02	11.1

第2表

鋼種	鋼No.	加工熱処理(1回)	加工熱処理(2回)	耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)
本	1	60%CR+700℃x5分(均)	60%CR+700℃x5分(均)	105	124
	"	" +800℃ "	" + "	103	123
	"	" +1050℃ *	" + "	98	117
	2	" +750℃x5分(均)	" +730℃x7分(均)	107	125
	3	" +800℃x0分(均)	" +780℃x2分(均)	112	129
	"	" +650℃x30分(均)	" + "	114	130
	4	" +700℃x5分(均)	" +700℃x5分(均)	106	122
	5	" +750℃ "	" +730℃x7分(均)	108	127
比	6	" +700℃ "	" +700℃x5分	107	123
	7	" "	" + "	105	123
	"	" "	" +950℃x2分(均)*	53	101
	8	" "	" +700℃x5分(均)	106	124
	9	" +1050℃ *	17%冷間圧延	74	110
	"	" +680℃x3分(均)	" +980℃x5分(均)*	31	92
	"	" "	" "	33	94
	10	" "	" "		

(注) “本”は本発明鋼を示し、“比”は比較鋼を示す。

* は本発明の範囲に外れるものを示す。

〔発明の効果〕

本発明にかかるステンレス鋼は、Cr-Ni系オーステナイトステンレス鋼にSiを含有させてγ安定度を低下させることによりα'相化処理を容易にし、さらに冷間圧延後に適度な熱処理を施すこと

により生成する逆変態γ粒を微細化した後、再びα'相化処理後に適度な熱処理を施して均一微細なγ単相あるいはγ相とα'相の混合組織とすることにより、Siによる固溶強化と高延性化と相俟って高強度、高延性を有しており、工業的価値が極めて高い。

4. 図面の簡単な説明

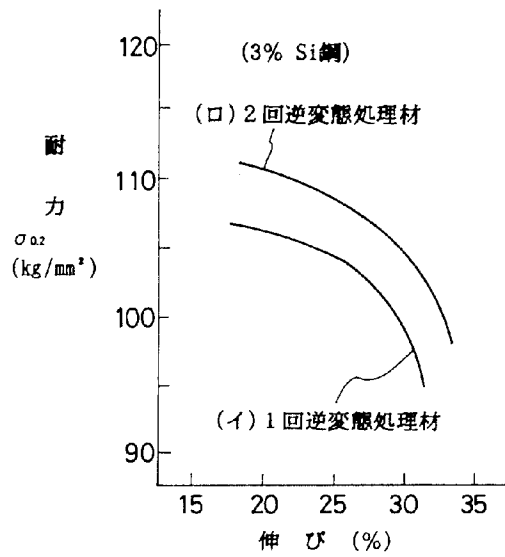
第1図は、13Cr-10.5NiをベースとしてSiを3%含有させたステンレス鋼について、逆変態加工処理を1回施した処理鋼(I)と2回施した処理鋼(II)の耐力(σ_{0.2})と伸びの関係を示すグラフである。

第2図は、α'相化熱処理と逆変態熱処理を2回施した処理鋼について、2回目の熱処理温度を変えた場合の結晶粒径と耐力の関係を示すグラフである。

特許出願人 日新製鋼株式会社

代理人 井理士 松井 政 広 (外1名)

第 1 図



第 2 図

